

Patent Abstracts of Japan

$$P_{cm} = C + (Si/30) + (Mn/20) + (Cu/20) + (Ni/60) + (Cr/20) + (Mo/15) + (V/10) + 5B$$

PUBLICATION NUMBER : 10017929  
PUBLICATION DATE : 20-01-98

I

APPLICATION DATE : 27-06-96  
APPLICATION NUMBER : 08167405

$$\log \{ (Nb) \times (C + 12N/4) \} = 2.26 - 6770 / (T_R + 273.15)$$

APPLICANT : NKK CORP;

II

INVENTOR : MORIYA YUTAKA;

$$C_{eq} = C + (Mn/6) + (Si/24) + (Ni/40) + (Cr/5) + (Mo/4) + (V/14)$$

INT.CL. : C21D 8/00 B21B 3/00 C21D 9/00  
C22C 38/00 C22C 38/58

III

TITLE : PRODUCTION OF THICK 600N CLASS  
STEEL EXCELLENT IN WELDABILITY  
AND TOUGHNESS IN CENTER PART  
OF PLATE THICKNESS

$$1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times V + 675 \times C_{eq} \geq t + 210$$

IV

$$1.5 \times 10^3 \times \exp(-5.5 \times 10^{-3} \times T) \%$$

V

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a thick high tensile strength steel plate excellent in weldability and toughness in the center part of the plate thickness by subjecting a low C low alloy steel in which the value of P<sub>cm</sub>, the value of C<sub>eq</sub>, the effective content of Nb, the content of V and thickness are specified to rolling, direct quenching and tempering treatment under specified conditions.

SOLUTION: The compsn. of a steel is composed of, by weight, 0.06 to 0.1% C, 0.5 to 1.6% Mn, ≤0.015% P, ≤0.015% S, 0.01 to 0.5% Mo, 0.003 to 0.05% Nb, 0.005 to 0.1% Al, 0.0005 to 0.008% N, <0.005% Ti, <0.0002% B, and the balance Fe. Furthermore, the value of P<sub>cm</sub> defined by the formula I is regulated to ≤0.2, and the content of the solid solution Nb calculated by the formula II using the heating temp. of 1000 to 1250°C is defined as the effective Nb content. Moreover, the value of C<sub>eq</sub> defined in the inequality III, the above effective Nb content, the V content and the steel plate thickness satisfy the relations in the formula IV. This steel is rolled at a draft more than that expressed by the formula V and is subjected to direct quenching from the A<sub>r3</sub> transformation point. Next, it is subjected to tempering treatment to the A<sub>c1</sub> transformation point or below.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

THIS PAGE IS BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-17929

(43) 公開日 平成10年(1998) 1月20日

(51) IntCl. <sup>8</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/00		9270-4K	C 2 1 D 8/00	B
B 2 1 B 3/00			B 2 1 B 3/00	A
C 2 1 D 9/00	1 0 1	9542-4K	C 2 1 D 9/00	1 0 1 A
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
				3 0 1 B
審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 10 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号 特願平8-167405

(22) 出願日 平成8年(1996) 6月27日

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 小林 一貴

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 福村 勝

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 大森 俊道

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 弁理士 鈴江 武彦 (外4名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接性および板厚中心部の靱性に優れた厚物600N級鋼の製造方法

(57) 【要約】

【課題】溶接性と板厚中心部の靱性に優れた600N級の高張力鋼板の製造方法を提供することを課題とする。

【解決手段】 重量%で、C:0.06~0.1%、Mn:0.5~1.6%、P:0.015%以下、S:0.015%以下、Mo:0.01~0.5%、Nb:0.003~0.05%、Al:0.005~0.1%、N:0.0005~0.008%、Ti:0.005%未満、B:0.0002%未満を含み、Pcm値が0.2以下で、かつ、1000~1250℃に設定された加熱温度 $T_H$  (℃)を用いて、 $\log\{(Nb) \times (C+12N/14)\}=2.36-6770/(T+273.15)$ により計算される固溶Nb量を有効Nb量とし、厚さ $t$ (mm)とした場合に $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times V + 675 \times Ceq \geq t + 210$  関係を満たす鋼を、前記 $T_H$ に加熱後圧延するに際し、板厚 $1/2t$ の温度を $T$ ℃とした場合に、1パスあたり $1.5 \times 10^3 \times \exp(-5.5 \times 10^{-3} \times T)\%$ で表される圧下率 $\epsilon$ 以上で圧延し、終了後、 $Ars$ 変態点以上から直接焼入し、次いで、 $Aci$ 変態点以下の温度に焼戻し処理する。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C:0.06~0.1%、Mn:0.5~1.6%、P:0.015%以下、S:0.015%以下、Mo:0.01~0.5%、Nb:0.003~0.05%、Al:0.005~0.1%、N:0.0005~0.008%、Ti:0.005%未満、B:0.0002%未満を含み、  
 $P_{cm} = C + (Si/30) + (Mn/20) + (Cu/20) + (Ni/60) + (Cr/20) + (Mo/15) + (V/10) + 5B$

で定義される $P_{cm}$ 値が0.2以下であり、かつ1000~1250℃の温度範囲に設定された加熱温度 $T_H$ (℃)を用いて $\log\{(Nb) \times (C + 12N/14)\} = 2.26 - 6770/(T_H + 273.15)$ の関係式により計算される固溶Nbを有効Nb量とし、さらに

$Ceq = C + (Mn/6) + (Si/24) + (Ni/40) + (Cr/5) + (Mo/4) + (V/14)$ で定義される $Ceq$ 値、前記有効Nb量、V含有量、および鋼板の厚さ $t$ (mm)が

$1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times V + 675 \times Ceq \geq t + 210$

の関係を満たす鋼を、

1000~1250℃の温度範囲の前記 $T_H$ に加熱後圧延するに際し、板厚 $1/2t$ の温度を $T$ ℃とした場合に、1パスあたり

$1.5 \times 10^2 \times \exp(-5.5 \times 10^{-3} \times T)$ %で表される圧下率 $\epsilon$ 以上の圧下率で圧延し、

圧延終了後、 $A_{r3}$ 変態点以上から直接焼入し、次いで、 $A_{c1}$ 変態点以下の温度に焼戻し処理することと特徴とする溶接性および板厚中心部の靱性に優れた厚物600N級鋼の製造方法。

【請求項2】 前記鋼が、重量%で、Si:0.01~0.4%、Cu:0.01~0.5%、Ni:0.01~1.5%、Cr:0.01~0.5%、V:0.01~0.1%、W:0.01~0.8%のうち1種以上をさらに含有することと特徴とする請求項1に記載の溶接性および板厚中心部の靱性に優れた厚物600N級鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、橋梁、タンク、鉄管、倉庫、建築物などの鉄鋼構造物に用いられる溶接性と板厚中心部の靱性に優れた板厚50mm以上の極厚600N/mm<sup>2</sup>級の高張力鋼の製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】従来より600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼の性能向上に関する要望は多く、これまでに数多くの検討がなされている。これらのうち、溶接割れ感受性の改良を目的として低C化とTi-B添加を特徴とした技術が

特開昭49-37814号公報、特公平4-13406号公報などに開示されている。これらに代表される技術により、溶接割れ感受性が改良された600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼が得られるが、600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼に要求される引張強さがBの活用により達成されているため、化学成分や製造条件の変動による母材特性の不安定さが懸念され、さらに溶接熱影響部の硬さ上昇が著しい。この溶接熱影響部の硬さ上昇は一般に溶接継手部で最も懸念されるボンド部の靱性劣化をもたらすため好ましくない。

【0003】また、特開平2-205627号公報には、直接焼入法を用いて靱性の優れた600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼を製造する方法が開示されている。この技術はNbとBとの複合添加を必須としているため、上記技術と同様、B添加による弊害が懸念され、その実施例からは適用可能な板厚範囲が50mm程度までと推測される。

【0004】Bを添加しない技術が、特開平5-331538号、特公昭60-9086号、特開平2-254119号、特開昭59-113120号、特公昭61-12970号、特公平2-8322号、特開昭53-119219号の各公報に開示されている。

【0005】これらのうち、特開平5-331538号公報に示された技術は、500N/mm<sup>2</sup>級非調質高張力鋼に関するものであり、本発明が目的とする600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼を得るものではない。

【0006】また、特公昭60-9086号、特開平2-254119号、特開昭59-113120号の各公報に示される技術はいずれも600N/mm<sup>2</sup>級非調質高張力鋼に関するものであり、実施例などからこれらの技術の適用板厚の上限はいずれも20mm程度であることが見出される。

【0007】特公昭61-12970号公報に開示された技術は、低C化とV添加および直接焼入れを組み合わせることで、溶接割れ感受性に優れた600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼を提供しようとするものであるが、30mmを超える板厚への適用に関する記載は全くない。

【0008】特開平2-8322号公報に開示された技術は、低C化とMo、Nb、Tiの複合添加を必須と

し、直接焼入れ法を組み合わせ、耐SSC性と溶接割れ感受性の改良を目的とした600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼に関する技術である。その明細書には適用板厚に関する記載がないが、ガスタンクやラインパイプへの適用を目的としていることから概ね50mm以下の板厚の鋼材への適用を目的としていると推察される。

【0009】また、特開昭53-119219号公報に開示された技術は、再加熱焼入れ焼戻しプロセスにより板厚の厚い500N/mm<sup>2</sup>級以上の高張力鋼を提供しようとするものである。この技術によれば0.02%を超える比較的多量のNb添加により再加熱時に未固溶N

b炭窒化物を残存せしめ、結晶粒の粗大化を防止し、主に母材の靱性を改善しようとするものである。従って、焼入れに際して固溶Nbの焼入れ性向上効果および析出硬化を十分に活用できない。そのため、実施例に見られるように、強度を確保するためにNb、Vに加えてさらにNi、Moの添加が実質的に必須となり、かつ板厚1/4tの位置で600N/mm<sup>2</sup>級の強度を確保できる発明例(供試鋼J)ではPcm値が0.20を上回り溶接性に劣る。

【0010】以上の他に特開昭60-174820号公報の実施例の中に、一例のみ600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼を示唆する発明例が示されているが、これは化学成分から明らかなように、Bの活用により達成されたものである。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、溶接割れ感受性に優れた600N/mm<sup>2</sup>級調質型高張力鋼の従来技術は、そのほとんどがB添加による焼入れ性の確保により達成されており、また、健全な溶接継手の確保につながるB無添加の化学成分系により優れた溶接割れ感受性を達成したものはその板厚が高々50mm程度の薄い鋼板に限られる。

【0012】換言すると、板厚の厚い600N/mm<sup>2</sup>級調質型高張力鋼は、従来再加熱焼入れ焼戻しプロセスのみにより達成され、必然的に600N/mm<sup>2</sup>級の強度を確保するため溶接性を犠牲としてB添加または高C化や高合金添加およびこれらの複合による重量作用に頼らざるを得ないのが実状である。

【0013】そこで、直接焼入れプロセスにより、低C-低合金さらにはB無添加にて厚肉材を提供しようとする試みがなされているが、板厚中央部の機械的性質、特に靱性が全く確保されないという問題が顕在化している。

【0014】すなわち、溶接性と板厚中心部の機械的性質に優れた板厚の厚い600N/mm<sup>2</sup>級の調質型高張力鋼は現在まで得られていない。本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、溶接性と板厚中心部の靱性に優れた600N/mm<sup>2</sup>級の厚物の高張力鋼板の製造方法を提供することを課題とする。

【0015】

【課題を解決するための手段】溶接割れ感受性を改善するためには、

$$P_{cm} = C + (Si/30) + (Mn/20) + (Cu/20) + (Ni/60) - (Cr/20) + (Mo/15) - (V/10) + 5B$$

で定義されるPcm値を低減することが有効であることが知られている。溶接割れ感受性を確保しつつ母材の強度を確保する有効な手段としてB添加が考えられるが、溶接熱影響部の著しい硬度上昇に伴う継手靱性の劣化が懸念される。

【0016】そこで、割れ感受性の改善と溶接継手の健全性の確保を両立させつつ、板厚の厚い600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼板を得るには、従来の再加熱焼入れ焼戻しプロセスの適用では不可能であり、現状の技術では直接焼入れ焼戻しプロセスを採用せざるを得ない。しかし、板厚の厚い鋼材に直接焼入れ焼戻しプロセスを適用すると、板厚中央部の靱性が確保されないことは上述のとおりである。

【0017】本発明者らは、まず板厚の厚い鋼材に直接焼入れ焼戻しプロセスを適用すると板厚中央部の靱性が確保されない原因の究明およびその解決策、ならびにこれを具体的に実践するための方法を種々検討した結果、以下の知見を得た。

【0018】(1)第二相(炭化物)の微細分散化、軟質化により脆性破壊発生特性を改善すれば良好な靱性を確保することができる。

(2)第二相(炭化物)の微細分散化を図るための有効手段は低C化である。低C化は溶接割れ感受性の改善にも極めて有効である。しかし、極端な低C化は母材強度を確保するために多量の合金元素添加を必要とし、コスト高を招くばかりか必要以上の焼入れ性が確保されるため、板厚中央部の粗大組織は硬質な上部ベイナイトとなり、かえって板厚中心部の靱性劣化を招く。これを避けるためには母材に0.06%以上のCを含有させて、焼入れ性を高める合金元素の添加を最小限に止める必要がある。

【0019】(3)一方、0.1%以上のC添加は溶接割れ感受性を高め、かつNb添加を前提とした場合、継手靱性を劣化させるばかりか第二相の硬質化、凝集粗大化につながり、上記(1)の効果を達成することができない。

【0020】(4)直接焼入れ法の採用により、圧延加熱時に固溶させた有効Nbによる焼入れ性向上効果を活用することができる。これにより、焼入れ性確保を目的とした他の合金元素の添加量を削減することができる。また、有効Nbは炭化物を微細分散化する作用があり上記(1)の効果をj得るために極めて有効である。

【0021】(5)直接焼入れ後の焼戻し処理により有効Nbは炭窒化物として析出硬化作用を発現する。これは、特に焼入れ時の冷却速度が表層と比べて必然的に遅くなる板厚中心部の強度確保に有効である。すなわち、これにより必要以上の焼き入れ性を確保することなく、板厚中心部の強度を確保することができる。

【0022】(6)Nb、Vといった析出硬化元素の寄与を含めて、鋼板厚に応じた合金元素の必要添加量を把握し、溶接割れ感受性を阻害しないための条件および必要以上の焼入れ性を付与させない観点から最適合金元素添加範囲を明確にした。

【0023】(7)以上のことによりB添加は不要となる。むしろ積極的に溶接継手の健全性を確保するため

に、その混入を規制する必要がある。また、Bを有効に活用する観点から添加されるTiは添加する必要はなく、安定に良好な母材靱性を得るうえではむしろTiは添加しないことが好ましい。

【0024】(8)厚物鋼板は、圧下量の制約から1パスあたりの圧下率が小さい。また、形状調整のため5%以下の軽圧下を加える場合もある。このため、再結晶オーステナイト粒が十分細粒化されず、優れた母材靱性を有する鋼板を安定して製造することが困難である。しかし、板厚中心部の温度に応じて圧下率を設定することにより、優れた母材靱性を有する鋼板を安定して製造することが可能となる。

【0025】本発明はこのような知見に基づいてなされたものであり、重量%で、C:0.06~0.1%、Mn:0.5~1.6%、P:0.015%以下、S:0.015%以下、Mo:0.01~0.5%、Nb:0.003~0.05%、Al:0.005~0.1%、N:0.0005~0.008%、Ti:0.005%未満、B:0.0002%未満を含み、

$$P_{cm} = C + (Si/30) + (Mn/20) + (Cu/20) + (Ni/60) + (Cr/20) + (Mo/15) + (V/10) + 5B$$

で定義される $P_{cm}$ 値が0.2以下であり、かつ1000~1250℃の温度範囲に設定された加熱温度 $T_H$

(℃)を用いて $\log \{ (Nb) \times (C + 12N/14) \} = 2.26 - 6770 / (T_H + 273.15)$

の関係式により計算される固溶Nbを有効Nb量とし、さらに

$$C_{eq} = C + (Mn/6) + (Si/24) + (Ni/40) - (Cr/5) + (Mo/4) + (V/14)$$

で定義される $C_{eq}$ 値、前記有効Nb量、V含有量、および鋼板の厚さ $t$ (mm)が

$$1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times V + 675 \times C_{eq} \geq t + 210$$

の関係を満たす鋼を、1000~1250℃の温度範囲の前記 $T_H$ に加熱後圧延するに際し、板厚 $1/2t$ の温度を $T$ ℃とした場合に、1パスあたり

$$1.5 \times 10^3 \times \exp(-5.5 \times 10^{-3} \times T) \%$$

で表される圧下率 $\epsilon$ 以上の圧下率で圧延し、圧延終了後、 $A_{r3}$ 変態点以上から直接焼入し、次いで、 $A_{c1}$ 変態点以下の温度に焼戻し処理することを特徴とする溶接性および板厚中心部の靱性に優れた厚物600N級鋼の製造方法を提供するものである。

【0026】また、上記方法において、上記鋼が、重量%で、Si:0.01~0.4%、Cu:0.01~0.5%、Ni:0.01~1.5%、Cr:0.01~0.5%、V:0.01~0.1%、W:0.01~0.8%のうち1種以上をさらに含有することを特徴とする溶接性および板厚中心部の靱性に優れた厚物600N級鋼の製造方法を提供するものである。

【0027】

【発明の実施の形態】以下、本発明における構成要件の限定理由等について詳細に説明する。

(1)成分

本発明では、重量%で、C:0.06~0.1%、Mn:0.5~1.6%、P:0.015%以下、S:0.015%以下、Mo:0.01~0.5%、Nb:0.003~0.05%、N:0.0005~0.008%、Ti:0.005%未満、B:0.0002%の鋼を対象にする。また、選択成分として、重量%で、Si:0.01~0.4%、Cu:0.001~0.5%、Ni:0.01~1.5%、Cr:0.01~0.5%、V:0.01~0.1%、W:0.01~0.8%のうち1種以上をさらに含有してもよい。

【0028】C: C量が0.06%未満では0.3%以上のMo添加や、Cu、Ni、Crなどの焼き入れ性向上元素の添加が必要となり、コスト高、板厚中央部の靱性劣化、溶接性の劣化を招く。また、特に本発明の鋼に大入熱溶接を施す場合、C含有量が0.06%未満では溶接金属へのCの希釈が少なくなり、一般の溶接材料では継手強度を確保することが困難となる。一方、C含有量が0.1%を超えると、溶接割れ感受性を高め、かつNb添加を前提とした場合、継手靱性を劣化させるばかりか第二相の硬質化、凝集粗大化につながってしまう。したがって、C含有量を0.06~0.1%の範囲とする。

【0029】Mn: Mnは母材強度と溶接強度とを確保する上で有効に作用し、その効果は0.5%以上で発揮される。しかし、1.6%を超えると溶接割れ感受性を高め、必要以上の焼入れ性をもたらす。したがって、Mnの含有量を0.5~1.6%の範囲とする。

【0030】Mo: Moは母材強度と溶接強度とを確保する上で有効に作用し、その効果は0.01%以上で発揮される。しかし、その量が0.5%を超えると、溶接割れ感受性を高め、溶接継手靱性を劣化させる傾向がある。したがって、Mo含有量を0.01~0.3%の範囲とする。

【0031】Nb: Nbは、上述したように、固溶させることにより焼入れ性を向上させ、かつ炭窒化物を形成することにより析出硬化をもたらす元素であり、これらの効果は、0.005%以上の添加により発揮される。一方、0.05%を超えて添加した場合には溶接継手靱性を劣化させる傾向にある。したがって、Nb含有量を0.005~0.05%の範囲とする。

【0032】Al: Alは鋼の脱酸およびミクロ組織の微細化による母材靱性の確保のために添加される元素であり、このような効果を発揮するためには0.005%以上含有される。しかし、0.1%を超えると母材靱性を損なう。したがって、Al含有量は0.005~0.1%の範囲とする。

7

【0033】Ti: Tiの添加により母材性能に不安定さが生じるため、Tiは不純物元素として0.005%未満に規制する。

B: Bは焼き入れに有効に働く元素であるが、本発明ではこのような目的でBを添加を用いる必要がなく、むしろ熱影響部を硬化させるので好ましくない。したがって、本発明ではBを積極的に添加せず、不純物元素として上述のような悪影響が生じない0.0002%未満に規制する。

【0034】N: Nは、Al、Nbなどと反応して析出物を形成することでミクロ組織を微細化し、母材靱性を向上させるため、および焼戻し時にNb、Vなどと反応して析出硬化を生じさせることによる強度確保のために添加される。しかし、この量が0.0005%未満ではミクロ組織の微細化および強度確保に必要な析出物が形成されず、また0.008%を超えるとむしろ母材および溶接継手の靱性を損なう。

【0035】P、S: P、Sはいずれも不純物元素であり、健全な母材および溶接継手を得るために0.015%以下に規制される。

Si: Siは母材強度と大入熱溶接強度を確保する上で有効に作用し、その効果は0.01%以上で発揮される。しかし、0.4%を超えると溶接割れ感受性を高め、溶接継手靱性を劣化させる。したがって、Siを添加する場合には、その含有量を0.01~0.4%の範囲とする。

【0036】Cu、Ni、Cr: Cu、Crは母材および溶接継手強度を向上させる効果を有する。Niはさらに靱性を改善する作用を有する。これらの合金元素は本発明において化学成分の限定式の範囲内で選択的に添加することができる。特に、Mnの一部をこれらの元素に置き換えることで靱性の向上や偏析の軽減などを期待することができる。しかし、これらは0.01%未満ではこのような効果が有効に発揮されず、また必要以上の焼入れ性を確保させない点を考慮して、Cu、Crは0.01~0.5%、Niは0.01~1.5%以下とする。

【0037】V: Vは母材強度と大入熱溶接強度を確保する上で有効に作用し、その効果は0.01%以上で発揮される。しかし、0.1%を超えると溶接割れ感受性を高め、かつ母材靱性を損なう。したがって、Vを添加する場合には、その含有量を0.01~0.1%の範囲とする。

【0038】W: Wは母材強度を確保する上で有効に作用し、その効果は0.01%以上で発揮される。しかし、0.8%を超えると経済性を損なう。したがって、Wを添加する場合には、その含有量を0.01~0.8%の範囲とする。

【0039】(2)  $P_{cm}$

$P_{cm}$ は溶接割れ感受性を表わす指数であり、

8

$$P_{cm} = C + (Si/30) + (Mn/20) + (Cu/20) + (Ni/60) + (Cr/20) + (Mo/15) + (V/10) + 5B$$

で定義される。本発明では通常環境において溶接施工時の予熱を不要にするためにこの値を0.2以下とする。

【0040】(3)  $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times V + 675 \times C_{eq}$

この値は母材の板厚1/2tにおける強度を表わす指数であり、本発明の分野で一般的に知られている炭素当量  $C_{eq} = C + (Mn/6) + (Si/24) + (Ni/40) + (Cr/5) + (Mo/4) + (V/14)$  に本発明にとって重要な有効NbとVの寄与を加味し、さらに概ね40~100mmの板厚範囲における板厚効果を考慮して整理した数式である。なお、板厚効果とは、熱間圧延後の直接焼入れにより鋼板を  $A_{r3}$  変態点以上から強制冷却する際、板厚に応じてその冷却速度が必然的に変化し、そのため母材強度が変化することを指す。

ここで、600N/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼に分類されるJIS G3106 SM570Qに適合する鋼板を得るためには、上記  $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times V + 675 \times C_{eq}$  が板厚t(mm)に210を加えた値を上回る必要がある。なお、本発明が対象とする板厚範囲は上記式で考慮された概ね40~100mmの範囲である。

【0041】ここで、有効Nbは、上記化学組成を有する鋼を熱間圧延する際に1000~1250℃の温度範囲に設定された加熱温度Tを用いて、 $\log \{ (Nb) \times (C + 12N/14) \} = 2.26 - 6770 / (T + 273.15)$  の関係式により計算される固溶Nb量である。

【0042】(4) 製造条件

本発明においては、上記鋼を1000~1250℃の温度範囲の前記T<sub>E</sub>に加熱後圧延するに際し、板厚1/2tの温度をT℃とした場合に、1パスあたり  $1.5 \times 10^3 \times \exp(-5.5 \times 10^{-3} \times T)$  %で表される圧下率εで圧延し、圧延終了後、 $A_{r3}$  変態点以上から直接焼入れし、次いで、 $A_{c1}$  変態点以下の温度に焼戻し処理する。

【0043】・熱間圧延前の加熱温度: 合金の均質化と有効Nbの確保固溶を図るため、加熱温度は1000℃以上に設定する。しかし、加熱温度が1250℃を超えるとミクロ組織の粗大化により母材の靱性が確保されなくなるので、上限を1250℃とする。

【0044】・圧延条件: 板厚中心部を細粒化させ、靱性を確保するためには、板厚1/2tの温度T℃に対し、1パスあたり  $\epsilon = 1.5 \times 10^3 \times \exp(-5.5 \times 10^{-3} \times T)$  %以上の圧下率が必要である。この圧下率未満の圧下を加えた場合、巨大粒が形成され、靱性が著しく低下する。

【0045】・直接焼入れ: 本発明では、熱間圧延終了

50

後、 $A_{r3}$  変態点を上回る温度の鋼板を強制冷却し、焼入れ処理を施す直接焼入れを行うことが必要である。強制冷却は水等の冷却媒体を鋼板に均一に供給し、板厚  $1/2t$  にて少なくとも  $1^\circ\text{C}/\text{sec}$  以上の冷却速度を達成させなければならない。

【0046】・焼戻し温度：焼戻しは、溶接やSRによる性能変化に対する懸念を取り除くため実施されるが、本発明では有効Nbによる炭窒化物の析出硬化による母材強度確保という重要な意味を持つ。しかし、 $A_{c1}$  変態点を超える温度で焼戻しを行うと強度の低下が著しく、 $600\text{N}/\text{mm}^2$  級高張力鋼としての強度が確保されない。上記効果を有効に発揮するためには、後述する表4にも示すように、焼戻しは  $550^\circ\text{C}$  以上で実施することが好ましい。

【0047】

【実施例】以下、本発明の具体的な実施例について説明する。表1に示す化学成分の鋼を溶製して鑄塊となし、表2に示す製造条件にて所定の板厚に熱間圧延後、直接焼入れし、さらに焼戻し処理を施し、供試鋼を得た。なお、表2に示した供試鋼の圧延仕上温度はいずれも  $850^\circ\text{C}$  以上であり、焼戻し温度は  $580\sim 680^\circ\text{C}$  の範囲とした。また、一部の供試鋼については再加熱焼入れ、焼戻し処理し、比較として用いた。さらに、後述する表4に示すように、焼戻し温度に対する母材の性能変化を表1のA鋼およびD鋼より確認した。

【0048】全ての供試鋼の板厚中央部より、引張試験片およびシャルピー衝撃試験片を圧延方向と垂直な方向にて採取し、 $600\text{N}/\text{mm}^2$  級鋼としての母材の機械的性質を評価した。その結果を表2に併記する。なお、シャルピー衝撃試験においては、破面遷移温度が  $-40^\circ\text{C}$  以下で、かつ、 $-40^\circ\text{C}$  での衝撃吸収エネルギーが平均で  $100\text{J}$  以上、個々の値が  $70\text{J}$  以上である鋼板について靱性が良好であると判断した。

【0049】また、JIS Z3158に準拠して斜めY型溶接割れ試験を、JIS Z3101に準拠して最高硬さ試験をそれぞれ実施し、溶接割れ感受性を評価した。これらの試験はいずれも60キロ級鋼用超低水素タイプの溶接材料を用いて、温度  $20^\circ\text{C}$  湿度60%の雰囲気、試験片初期温度  $25^\circ\text{C}$  に設定して行った。

【0050】溶接性は、いくつかの供試材についてサブマージアーク溶接またはエレクトロガスアーク溶接により継手を作製し、その強度を測定すると共に、靱性が最も懸念されるボンド部についてシャルピー衝撃試験を実施し、評価した。その結果を表3に示す。

【0051】表1の鋼A～Kは組成、 $P_{cm}$  が本発明の範囲内であり、鋼L～Sはこれらが本発明の範囲外である。表2のNo. 1、2は表1の鋼Aを用いた本発明例である。鋼Aの組成から計算される  $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times \text{V} + 675 \times \text{Ce}q$  の計算値は299であり、No. 1、2の板厚はそれぞれ43、50であるか

ら  $t + 210$  の値はそれぞれ253、260であり、いずれも  $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times \text{V} + 675 \times \text{Ce}q \geq t + 210$  を満たしている。そのため、板厚中心部の母材の引張強さは  $570\text{N}/\text{mm}^2$  を超え靱性も良好であった。また、 $P_{cm}$  値は0.16と低く、Y割れ試験において溶接割れは発生しなかった。また、No. 2では、入熱  $4.5\text{kJ}/\text{mm}$  にてサブマージアーク溶接による継手を作製して溶接性を評価した結果、良好な継手性能が確認された。

10 【0052】No. 3～15は表1の鋼B～Kを用いた本発明例であり、これらは板厚が43～75mmであり、いずれも上記計算値が板厚に210を加えた値以上である。そして、いずれも板厚中心部母材の機械的性質は良好であり、溶接割れ感受性も低かった。また、これらの中でNo. 7、8、11では健全な溶接継手が実現されていることが確認された。

20 【0053】一方、No. 16は表1の鋼Lを用いた比較例である。鋼Lの組成から計算される  $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times \text{V} + 675 \times \text{Ce}q$  の値は267であり、No. 13の板厚は75であるから  $t + 210$  の値は285であり、 $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times \text{V} + 675 \times \text{Ce}q \geq t + 210$  を満たしていない。そのため、板厚中心部の強度は  $570\text{N}/\text{mm}^2$  に満たなかった。

30 【0054】No. 17～22は鋼M～Rを用いた比較例である。これらは、従来、再加熱焼入れ焼戻し (QT) プロセスにより提供されていた高張力鋼であり、これらの組成を有する板厚の厚い鋼板を直接焼入れ焼戻し (DQT) プロセスにより製造しようとしても、上述したように、板厚中心部の靱性、溶接性のいずれかもしくは両方とも確保されないことが確認された。

【0055】No. 23は鋼Sを用いたものであり、これに再加熱焼入れ焼戻し (QT) プロセスを施し板厚50mmの鋼板を得た比較例である。鋼SはBの活用により  $P_{cm}$  値を0.21まで低減したものであり、Y割れ試験では割れが発生しなかったものの、板厚中心部の靱性、溶接継手の性能が劣っていた。

40 【0056】No. 24、25は、A鋼を圧延する際のスラブ加熱温度を  $1050^\circ\text{C}$  および  $1000^\circ\text{C}$  として板厚45mmに圧延した場合の実施例である。加熱温度は本発明を満たしているが、No. 1、2よりも低いため、それに対応して有効Nbが低下している。したがって、 $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times \text{V} + 675 \times \text{Ce}q$  の計算値がそれぞれ294、284とNo. 1、2よりも低い値であるが、 $t + 210$  は255となり、 $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times \text{V} + 675 \times \text{Ce}q \geq t + 210$  を満たしている。そのため、板厚中心部の母材の引張強さが  $570\text{N}/\text{mm}^2$  を超えていることが確認された。

50 【0057】No. 26は同じくA鋼を用いて板厚45



mmに圧延された鋼板に再加熱焼入れ焼戻し(QT)プロセスを適用した比較例である。1500×有効Nb+800×V+675×Ceqの計算値は274とt+210(=255)より大きい値を示したが、本発明を外れるQTプロセスであるため、570N/mm<sup>2</sup>を超える強度を確保することができなかった。

【0058】No. 27～29はD鋼についての実施例であるが、No. 24、25と同様加熱温度を変化させたものである。有効Nbの低下に対応してNo. 5～8よりも1500×有効Nb+800×V+675×Ceqの値が低いものの、その値はt+210よりも大きく、570N/mm<sup>2</sup>を超える強度を確保することができた。

【0059】No. 30はD鋼を用いて板厚45mmに圧延された鋼板に再加熱焼入れ焼戻し(QT)プロセスを適用した比較例である。QTプロセスを採用している\*

\*ために、No. 26と同様、本発明の計算式を満たしているものの570N/mm<sup>2</sup>を超える強度を確保することができなかった。

【0060】No. 31、32は、鋼Iについてスラブ加熱温度を1250℃、1200℃として板厚100mmに圧延した場合の実施例である。いずれも加熱温度がNo. 13より高いため、1500×有効Nb+800×V+675×Ceq≧t+210を満たしており、母材の板厚中心部機械的性質は良好であった。

【0061】また、表4に示すように、Ac<sub>1</sub>変態点以下の温度の種々で焼戻したものはいずれも良好な強度および靱性が得られた。また、焼戻し温度が550℃以上で特に強度が上昇することが確認された。

【0062】

【表1】

(wt%)

例	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	W	B	S.Al	T.N	Pcm	Ceq	備 考
A	0.021		1.48	0.008	0.001				0.04	0.024	0.048				0.030	0.0034	0.16	0.34	発明鋼
B	0.078		1.58	0.008	0.003				0.03	0.018	0.045				0.021	0.0024	0.16	0.35	発明鋼
C	0.086	0.39	0.53	0.010	0.002		1.45	0.49	0.04	0.005	0.045				0.023	0.0019	0.18	0.34	発明鋼
D	0.091	0.25	1.45	0.005	0.003			0.06	0.14	0.020	0.046				0.033	0.0020	0.19	0.39	発明鋼
E	0.083		1.39	0.003	0.0005			0.26	0.13	0.017	0.039				0.023	0.0035	0.18	0.40	発明鋼
F	0.070	0.24	1.34	0.001	0.0005			0.05	0.14	0.015	0.038				0.023	0.0031	0.16	0.35	発明鋼
G	0.085	0.10	0.81	0.008	0.001		0.51	0.27	0.47	0.010	0.029				0.022	0.0031	0.19	0.41	発明鋼
H	0.097	0.23	1.45	0.006	0.001	0.19	0.36		0.02	0.013	0.010				0.045	0.0035	0.20	0.36	発明鋼
I	0.062	0.15	1.09	0.004	0.001	0.50			0.32	0.047	0.098				0.040	0.0029	0.18	0.34	発明鋼
J	0.083	0.24	1.38	0.005	0.001			0.06	0.03	0.019	0.041		0.20		0.023	0.0035	0.17	0.35	発明鋼
K	0.092		0.94	0.008	0.002		0.20	0.27	0.08	0.010	0.029		0.78		0.021	0.0031	0.16	0.33	発明鋼
L	0.064	0.23	1.32	0.007	0.001				0.03	0.008	0.043	0.007			0.016	0.0037	0.18	0.32	比較鋼
M	0.061	0.25	1.44	0.009	0.003		0.33	0.26	0.19		0.045	0.010		0.001	0.018	0.0027	0.18	0.42	比較鋼
N	0.120	0.27	1.34	0.010	0.002	0.24	0.14	0.11	0.12	0.002	0.046				0.031	0.0044	0.23	0.41	比較鋼
O	0.120		1.47	0.015	0.003				0.04		0.046			0.0009	0.031	0.0046	0.21	0.38	比較鋼
P	0.140	0.25	1.39	0.013	0.004				0.04		0.044				0.021	0.0038	0.22	0.39	比較鋼
Q	0.110		1.37	0.011	0.003	0.19	0.19	0.32	0.18		0.046	0.010			0.027	0.0040	0.22	0.46	比較鋼
R	0.090	0.26	1.37	0.015	0.003	0.22	0.67	0.08	0.12		0.045	0.008			0.032	0.0026	0.21	0.40	比較鋼
S	0.100	0.33	1.22	0.012	0.005	0.11		0.15	0.18		0.050			0.0023	0.033	0.0033	0.21	0.40	比較鋼

【0063】

※ ※【表2】

No.	鋼種	製造条件		板厚 (mm)	有効伸量 (%)	計算値 D)	降伏 強度 (N/ mm <sup>2</sup> )	引張 強度 (N/ mm <sup>2</sup> )	vTs (℃)	vE-40	
		加熱 温度 (℃)	プロセス							平均 (J)	最低 (J)
1	A	1150	DQT	43	0.024	305	510	611	-58	240	231
2	A	1150	DQT	50	0.024	305	486	584	-54	233	226
3	B	1150	DQT	43	0.018	301	484	594	60	228	220
4	C	1150	DQT	43	0.005	272	480	591	-53	231	222
5	D	1100	DQT	45	0.020	322	509	615	-66	264	253
6	D	1100	DQT	50	0.020	322	529	622	61	255	245
7	D	1100	DQT	75	0.020	322	505	614	47	237	228
8	D	1100	DQT	75	0.020	322	505	614	47	237	228
9	E	1100	DQT	60	0.017	328	507	611	53	218	210
10	F	1100	DQT	60	0.015	290	503	602	48	210	201
11	G	1100	DQT	50	0.010	315	510	601	-56	225	213
12	H	1100	DQT	50	0.013	273	457	580	-62	246	238
13	I	1150	DQT	75	0.047	376	505	609	-50	202	196
14	J	1150	DQT	60	0.019	294	499	607	-48	209	197
15	K	1100	DQT	50	0.010	261	500	596	-52	215	201
16	L	1100	DQT	75	0.009	267	463	560	-49	177	170
17	M	1100	DQT	60	0.000	321	568	640	4	—	—
18	N	1050	DQT	61	0.002	319	494	606	8	—	—
19	O	1000	DQT	77	0.000	279	438	560	8	—	—
20	P	1150	DQT	62	0.000	299	511	610	-13	—	—
21	Q	1100	DQT	77	0.000	319	476	582	-40	153	139
22	R	1150	DQT	73	0.000	303	493	594	-10	—	—
23	S	900	Q T	50	0.000	307	553	628	-5	—	—
24	A	1050	DQT	45	0.017	294	505	606	-61	244	233
25	A	1000	DQT	45	0.010	284	487	583	-83	276	267
26	A	900	Q T	45	0.004	274	466	552	-103	317	302
27	D	1050	DQT	50	0.015	325	515	606	-60	253	243
28	D	1000	DQT	50	0.009	316	501	589	-76	272	266
29	D	1000	DQT	75	0.009	316	479	572	-57	250	238
30	D	900	Q T	45	0.003	307	480	564	-97	289	277
31	I	1250	DQT	100	0.047	376	531	629	-42	181	169
32	I	1200	DQT	100	0.047	376	512	618	-47	189	179

1) 計算値:  $1500 \times \text{有効Nb} + 800 \times V - 675 \times \text{Ce q}$

2) Y型割れ ○: 割れ発生なし ×: 割れ発生

【0064】

\* \* 【表3】

No.	鋼種	溶接割れ感受性		溶接条件		脆性強度 (N/mm <sup>2</sup> )	ボンド vTs (°C)	備考
		Y型割れ 2)	最高硬さ IV	方法	入熱 (kJ/mm)			
1	A	○	240	—	—	—	—	発明例
2	A	○	240	SAW	4.5	605	-40	発明例
3	B	○	235	—	—	—	—	発明例
4	C	○	247	—	—	—	—	発明例
5	D	○	260	—	—	—	—	発明例
6	D	—	260	—	—	—	—	発明例
7	D	○	260	SAW	4.5	640	39	発明例
8	D	○	260	SAW	8.5	627	-37	発明例
9	E	○	253	—	—	—	—	発明例
10	F	○	241	—	—	—	—	発明例
11	G	○	287	ECV	8.0	621	-32	発明例
12	H	○	265	—	—	—	—	発明例
13	I	○	254	—	—	—	—	発明例
14	J	○	254	—	—	—	—	発明例
15	K	○	272	—	—	—	—	発明例
16	L	○	242	—	—	—	—	比較例
17	M	○	270	—	—	—	—	比較例
18	N	×	330	—	—	—	—	比較例
19	O	×	333	—	—	—	—	比較例
20	P	×	318	—	—	—	—	比較例
21	Q	×	310	—	—	—	—	比較例
22	R	○	281	—	—	—	—	比較例
23	S	○	287	SAW	8.0	653	-10	比較例
24	A	—	—	—	—	—	—	発明例
25	A	—	—	—	—	—	—	発明例
26	A	—	—	—	—	—	—	比較例
27	D	—	—	—	—	—	—	発明例
28	D	—	—	—	—	—	—	発明例
29	D	—	—	—	—	—	—	発明例
30	D	—	—	—	—	—	—	比較例
31	I	—	—	—	—	—	—	発明例
32	I	—	—	—	—	—	—	発明例

【0065】

\* \* 【表4】

鋼種	プロセス	加熱温度 (°C)	焼戻温度 (°C)	板厚 (mm)	降伏強度 (N/mm <sup>2</sup> )	引張強度 (N/mm <sup>2</sup> )	vTs (°C)	vE-40	
								平均 (J)	最低 (J)
A	DQT	1150	560	50	468	569	-63	246	238
			620		486	584	-54	233	228
			680		482	558	-44	225	215
D	DQT	1100	500	75	474	593	-68	256	246
			540		480	596	-66	253	244
			580		496	610	-71	262	251
			620		509	623	-49	239	230
			640		505	614	-47	237	228
			690		512	605	-45	237	224

【0066】

※板厚の厚い600N/mm<sup>2</sup>級高張力鋼を製造することができる。

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、溶接性と板厚中心部の機械的性質、特に韌性に優れた、※

フロントページの続き

(51)Int. Cl.<sup>5</sup>

C22C 38/58

識別記号

庁内整理番号

FI

C22C 38/58

技術表示箇所

(72)発明者 森谷 豊  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日  
本钢管株式会社内